08,03

# Фотоиндуцированные изменения импеданса и проводимости пленок CuInSe<sub>2</sub> в зависимости от технологии их синтеза

© О.Б. Романова<sup>1</sup>, С.С. Аплеснин<sup>1,2</sup>, Т.М. Гаджиев<sup>3</sup>, М.Н. Ситников<sup>2</sup>, М.А. Алиев<sup>3</sup>, О.С. Никитинский<sup>2</sup>, Л.В. Удод<sup>1,2</sup>

Красноярск, Россия

Махачкала, Россия

E-mail: rob@iph.krasn.ru

Поступила в Редакцию 24 октября 2025 г. В окончательной редакции 24 октября 2025 г. Принята к публикации 25 октября 2025 г.

Методом управляемой селенизации были синтезированы пленки CuInSe2 с халькопиритной структурой. Установлено, что температура селенизации  $(T_{\rm sel})$  является критическим параметром, определяющим морфологию и электрофизические свойства пленок. Найдена нелинейная вольт-амперная характеристика, обусловленная электрической неоднородностью материала. Определена оптимальная  $T_{\rm sel}=350\,^{\circ}{\rm C}$ , при которой наблюдается максимальный фотоэффект и наибольшее время релаксации. При  $T_{\rm sel}<300\,^{\circ}{\rm C}$  обнаружено фотоиндуцированное изменение импеданса.

Ключевые слова: поликристаллические пленки, электрофизические свойства, фотопроводимость

DOI: 10.61011/FTT.2025.10.61978.295-25

#### 1. Введение

Поликристаллические полупроводниковые пленки CuInSe<sub>2</sub> со структурой халькопирита являются одним из важных и перспективных материалов для изготовления высокоэффективных преобразователей солнечной энергии [1–4]. CuInSe<sub>2</sub> (GIS) — это I-III-VI<sub>2</sub> полупроводник р-типа с прямой запрещенной зоной около 1.0 eV, что идеально подходит для фотоэлектрики. Обладают высокими значениями КПД солнечных элементов 22.6% по NREL) [5-7]. Для создания эффективных солнечных элементов на основе Cu(In,Ga)Se2 (CIGS) или светодиодов необходимо контролировать дефекты, ухудшающие их производительность. Работа [8] указала на главного "виновника" - вакансии анионов. А с другой стороны вакансии анионов, благодаря сильной релаксации решетки при изменении их зарядового состояния, являются универсальной причиной устойчивой фотопроводимости во многих важных полупроводниковых материалах. В CuInSe<sub>2</sub> наблюдается парадокс: материал с большим количеством дефектов демонстрирует рекордно, высокие для тонкопленочных технологий, значения КПД (более 20%). Работа [9] объясняет этот парадокс с помощью моделирования первопринципными расчетами. Авторы обсуждают свойства так называемой "упорядоченной дефектной фазы" CuIn<sub>3</sub>Se<sub>5</sub>. Они показывают, что ее "band дар" ширина запрещенной зоны практически такая же, как и у стехиометрического CuInSe<sub>2</sub>. Это означает, что даже области с сильным отклонением от стехиометрии не создают барьеров для фототока. Исходя из всего

выше сказано, важно отметить отличительную черту CIS — высокая толерантность к дефектам структуры и отклонениям от стехиометрии. Значительные концентрации точечных дефектов (вакансии, межузельные атомы и т.д.) и протяженных дефектов (границы зерен) не приводят к катастрофической рекомбинации носителей заряда, как во многих других полупроводниках (например, Si). Что является ключевым свойством для его широкого применения в фотоэлектрике. Проводимость (тип и уровень) эффективно контролируется соотношением ([Cu]/[In]), а также условиями роста/отжига. При дефиците меди ([Cu]/[In] < 1) усиливается *p*-тип проводимости, а при избытке ([Cu]/[In] > 1) может возникать *n*-тип [10]. Условия отжига в атмосфере селена влияет на вакансии селена, а температура меняет подвижность дефектов. Например, отжиг в вакууме создает вакансии V(Se) (доноры), а в атмосфере Se — компенсирует их. Условия роста и отжига такие, как температура, давление паров селена, время, атмосфера все это влияет на формирование и концентрацию точечных дефектов, которые определяют электрические свойства [11–13]. Прямая запрещенная зона ( $\sim 1.0\,\mathrm{eV}$ ) обуславливает очень высокий коэффициент поглощения света ( $> 10^5 \, \mathrm{cm}^{-1}$ ) в видимой и ближней ИК-области спектра поликристаллических пленок CuInSe<sub>2</sub> [14]. Несмотря на высокую плотность дефектов, электроны (неосновные носители в *p*-типе CIS) обладают относительно большой диффузионной длиной ( $L_n > 1 \, \mu \mathrm{m}$ ) [15]. Это фундаментальное свойство, наряду с дефектной толерантностью, делает

 $<sup>^{1}</sup>$ Институт физики им. Л.В. Киренского, ФИЦ КНЦ СО РАН,

 $<sup>^2</sup>$  Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М.Ф. Решетнева, Красноярск, Россия

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> Институт физики им. Х.И. Амирханова, ДФИЦ РАН,

СІЅ исключительно пригодным для тонкопленочных солнечных элементов. Магнитные свойства не играют роли в его применении, так как материал диамагнитен, либо слабо парамагнитен и не проявляет ферромагнетизма. Достижение рекордных КПД (> 23 %) в устройствах на основе его твердого раствора CIGS подтверждает его превосходные фотоэлектрические характеристики.

Еще один главный параметр, определяющий полноту реакции образования фазы GIS, размер зерна; концентрацию дефектов; стехиометрию — температура селенизации  $T_{\text{sel}}$  [16–18]. Результаты рентгеновской дифракции и комбинационной спектроскопии показали на примере тонких пленок Cu<sub>2</sub>SnSe<sub>3</sub>, что пленки, осажденные при более низких температурах селенизации (350-500 °C), содержали смешанные фазы кубической или моноклинной  $Cu_2SnSe_3$  в дополнение к вторичным фазам  $Cu_{2-x}$ Se и SnSe [19]. При низких температурах селенизации считается, что реакция селенизации неполная и образуются промежуточные фазы. Оптимальной температурой селенизации считают 450-550 °C, так как происходит полная реакция образования однородной кристаллической фазы [20] Пленки CuInSe2,обладают крупными зернами  $> 1 \, \mu \text{m}$ . Эта область температур, где формируется халькоперитная структура с наилучшими электрическими свойствами. С ростом температуры селенизации увеличивается подвижность носителей заряда в оптимальном диапазоне, благодаря увеличению размера зерен, улучшению кристалличности, что приводит к уменьшению рассеяния на дефектах решетки [21]. Высокие температуры селенизации < 550-600 °C это риск разложения системы CuInSe<sub>2</sub> на летучие компоненты, ухудшение морфологии (расплавление зерен, пустоты), возможное образование нестехиометричных фаз или вторичных фаз на границах зерен.

Несмотря на большую практическую потребность в исследовании физических свойств соединения CuInSe<sub>2</sub>, исследование влияния частоты переменного электрического поля на транспортные характеристики этих соединений не изучалось. Экспериментальные исследования по магнитоимпедансу в CuInSe<sub>2</sub> остаются открытой областью. Поскольку магнитные поля могут влиять на подвижность носителей тока и их рассеивание на границах зерен. Магнитоимпеданс на поликристаллических пленках CuInSe<sub>2</sub> будет зависеть от температуры селенизации и от межзеренных границ, нестехиометрии и дефектов. А именно изменения в соотношениях Cu/In (например, пленки с избытком In), нестехиометрия могут создавать дефектные состояния, влияющие на транспортные характеристики в магнитном поле.

Цель настоящей работы заключалась в установлении оптимальной температуры селенизации для синтеза поликристаллических пленок CuInSe<sub>2</sub>, обнаруживающих максимальное фотоиндуцированное изменение сопротивления и импеданса в магнитном поле.

## 2. Синтез и методика измерения

Тонкие пленки CuInSe<sub>2</sub>, со структурой халькопирита, получены трехэтапным методом управляемой селенизации предварительно нанесенных на стеклянные подложки интерметаллических прекурсоров Cu/In. Ocaждение проводилось на автоматизированном магнетронном комплексе "ВАТТ АМК-МИ". В качестве мишени использовали проводящий диск диаметром 40 mm и толщиной 4 mm, изготовленный сплавлением исходных элементов Cu (99.99 at.%), и In (99.999 at.%) взятых в стехиометрическом составе. Для получения Cu-In-Se высокой чистоты первые два этапа проводились при давлении  $p = 10^{-3} \, \mathrm{Pa}$ , позволяющее минимизировать возможные загрязнения. С целью уменьшения возможного испарения синтезированных бинарных селенидов меди и индия с поверхности пленки на третьем этапе давление парогазовой смеси  $Se+N_2$  увеличивалось до значений 1 Ра. Преимущества такого подхода синтеза поликристаллических пленок состоят в возможности получения слоев большой площади с однородным составом и одинаковой толщиной. Температура в зоне реакции слоев Cu-In c Se (температура селенизации  $T_{\rm sel}$ ) варьировалась в интервале  $200\,^{\circ}\text{C} \le T_{\text{sel}} \le 550\,^{\circ}\text{C}$ .

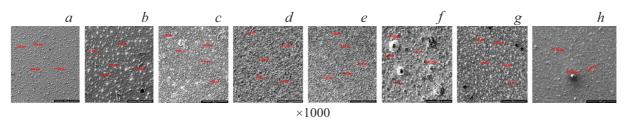
Фазовый состав и структурные свойства выращенных пленок CuInSe2 исследовались на рентгеновском дифрактометре PANalytical Empyrean Series 2 с длиной волны излучения (CuK $\alpha$ )  $\lambda=0.15418$  nm, в диапазоне углов  $2\theta=15\div60^\circ$ , с точностью установки угла  $0.0001^\circ$ ,  $2\Theta$  линейностью  $\pm0.004^\circ$ , с шагом сканирования  $0.02^\circ$ . Идентификация фаз осуществлялась сравнением экспериментально установленных межплоскостных расстояний с данными ICDD (The International Centre for Diffraction Data).

Морфология поверхности и химический состав синтезированных пленок  $CuInSe_2$  исследовалась методом сканирующей электронной микроскопии (РЭМ LEO-1450), в диапазоне увеличений  $\times 1000 \div \times 30000$  и разрешающей способности 3.5 nm.

Электрофизические измерения пленок CuInSe $_2$  проводились при комнатной температуре в интервале частот  $\omega=10^2-10^6$  Hz. Измерение электросопротивления проведено четырехконтактным методом. Фотоиндуцированное изменение сопротивления и импеданса в магнитном поле проводилось при освещении поверхности образца между контактами лазером с длиной волны 420 nm (синий). Длительность измерения сопротивления при освещении составляла  $\sim 1$  min. Мощность светового потока поддерживалась постоянной в процессе эксперимента.

# 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Морфология пленок  $CuInSe_2$  (CIS), полученных методом селенизации, сильно зависит от температуры процесса селенизации, так как она является ключевым



**Рис. 1.** Морфология поверхности пленок CuInSe<sub>2</sub> полученных при температурах селенизации  $T_{\text{sel}} = 200\,^{\circ}\text{C}$  (*a*),  $250\,^{\circ}\text{C}$  (*b*),  $300\,^{\circ}\text{C}$  (*c*),  $350\,^{\circ}\text{C}$  (*d*),  $400\,^{\circ}\text{C}$  (*e*),  $450\,^{\circ}\text{C}$  (*f*),  $500\,^{\circ}\text{C}$  (*g*),  $550\,^{\circ}\text{C}$  (*h*/). Увеличение  $\times 10.0\,\text{k}$ .

параметром, контролирующим кинетику реакций, диффузию элементов и рост зерен. Все полученные пленки, характеризовались отсутствием видимых микропроколов и хорошей адгезией к поверхности стеклянных подложек. В пленках присутствуют микровключения и конгломераты, представляющие собой объемные области неправильной формы ближе к квазисферической (рис. 1).

С ростом температуры реакции  $T_{\rm sel} < 400\,^{\circ}{\rm C}$  происходит рост размера микровключений и увеличения их количества. При температурах селенизации  $T_{\rm sel} = 450 \div 550\,^{\circ}{\rm C}$  наблюдается деградация поверхности пленки, размеры микровключений уменьшаются. На поверхности отдельных крупных конгломератов наблюдается наличие микропустот (дефектов) вероятно связанных с процессами испарения материала пленки.

Распределение плотности поверхностных микровключений по размерам подчиняется логнормальному закону при L>0:

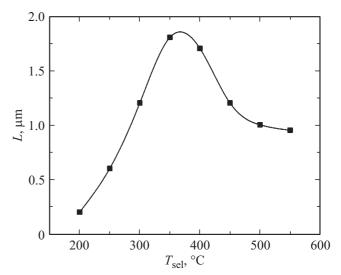
$$f(L)=rac{1}{L\sigma\sqrt{\pi}}\expigg(-rac{\ln^2(L/a)}{2\sigma^2}igg),$$
 где  $f(L)
ightarrowrac{n(L)}{S},$ 

где a и  $\sigma$  (среднее квадратическое, стандартное отклонение) — параметры логнормального распределения, n(L) — число микровключений размером L, S — площадь пленки, f(L)=0 при  $L\to 0$ .

На рис. 2 представлена температурная зависимость среднего размера микровключений в пленках CuInSe2 полученных при  $T_{\rm sel}=200-550\,^{\circ}\mathrm{C}$ . Экстраполяцией прямой на ось температур получаем значение минимальной температуры селенизации  $T_{\rm sel\,min}\approx200\,^{\circ}\mathrm{C}$ , при которой может наблюдаться образование микровключений. Следует отметить, что она близка к температуре образования соединения Cu2Se.

Химический анализ синтезированных пленок CuInSe<sub>2</sub> показал, что их состав является квазистехиометрическим, а распределение компонент по поверхности неравномерно в пределах ( $\pm 3\,\%$ ). С ростом температуры селенизации концентрация селена растет, причем при  $T_{\rm sel}=350\div400\,^{\circ}{\rm C}$  состав пленок близок к стехиометрическому.

На рис. 3 представлены данные рентгеноструктурного анализа пленок CuInSe<sub>2</sub> полученных при температурах селенизации  $T_{\rm sel} = 200-550\,^{\circ}$ С. Присутствие на

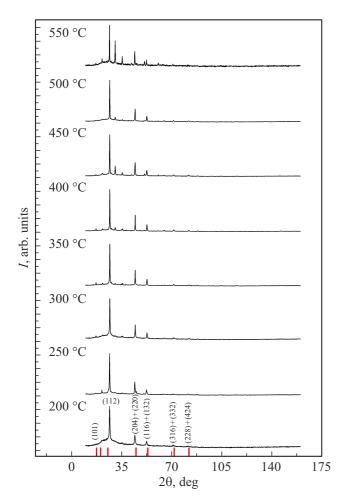


**Рис. 2.** Зависимость среднего размера микровключений от температуры селенизации в пленках CuInSe<sub>2</sub>.

ренттенограмме серии дифракционных линий позволяет утверждать, что структура синтезированных пленок относится к структуре халькоперита (согласно картотеки стандартов (Powder Diffraction File) от International Centre for Diffraction Data (ICDD) для соединения CuInSe<sub>2</sub> PDF 00-040-1487). На рентгенограммах пленок полученных при температурах селенизации  $T_{\rm sel} \geq 450^{\circ}{\rm C}$  обнаружено наличие дополнительных полос, вероятно, связанных с соединением  ${\rm Cu}_{1-x}{\rm Se}_x$ .

Проанализируем, как эти факты влияют на фотопроводимость и фотоиндуцированные изменения импеданса, зная, что в фотопроводимости размер зерен и дефектность влияют на время жизни носителей. Для импеданса границы зерен и пористость меняют сопротивление и емкостные составляющие.

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) могут предоставить информацию о степени электрической неоднородности. В пленках с электрически неоднородным распределением заряда ВАХ описывается законом Мотта или Пула—Френкеля [22]. С ростом температуры селенизации пленок до 350 °C сопротивление растет и достигает максимума для пленок, синтезированных при 350 °C. Поведение ВАХ симметрично и нелинейно (рис. 4, *a*). Зависимость тока от напряжения описывается степенной



**Рис. 3.** Данные рентгеноструктурного анализа поликристаллических пленок CuInSe<sub>2</sub> синтезированных при разных температурах селенизации

функцией  $I = AU^n$ , где показатель степени n растет от n=1.2 ( $T_{\rm sel}=200\,^{\circ}{\rm C}$ ) до n=1.5 ( $T_{\rm sel}=300\,^{\circ}{\rm C}$ ) и при  $T_{\rm sel}=500\,^{\circ}{\rm C}$  n=1.4 (рис. 4, b, вставка к рис. 4, b). При  $T=350\,^{\circ}{\rm C}$  пленки лучше описываются законом Мотта, т.е. в пленках существует пространственный объемный заряд. Дальнейший рост температуры селенизации приводит к увеличению проводимости, и к уменьшению нелинейности вольт-амперных характеристик.

На рис. 4, c представлена зависимость относительного изменения сопротивления  $\Delta R = R(\text{light}) - R(0)/R(0)$  от напряжения при воздействии света R(light) на образцы и без света R(0). Этот рисунок подтверждает зависимость фотопроводимости от температуры селенизации. Для образцов синтезированных при  $T\text{sel} = 200\,^{\circ}\text{C}$ ,  $250\,^{\circ}\text{C}$  и  $350\,^{\circ}\text{C}$  сопротивление уменьшается при освещении и достигает максимального эффекта на пленке синтезированной при  $T_{\text{sel}} = 350\,^{\circ}\text{C}$ . Согласно данным морфологического анализа при этой температуре пленки имеют максимальный размер зерна и условие синтеза при этой температуре селенизации является оптимальным

для изготовления пленок с максимальным значением фотоэффекта.

Для пленок системы CuInSe2, синтезированных при  $T_{\rm sel} > 350\,{}^{\circ}{\rm C}$  сопротивление увеличивается при освещении. Возможно, при освещении выше этой температуры меняется средняя подвижность электронов и дырок. При  $T_{\rm sel} < 400\,^{\circ}{\rm C}$  превалирует подвижность электронов, которые испытывают упругое рассеяние на отрицательном пространственном заряде, подвижность дырок значительно меньше электронов. В результате дырки экранируют отрицательный заряд. При высоких температурах увеличивается концентрация дефектов, согласно данным микроструктурного анализа. Электроны и дырки, индуцированные при поглощении фотона, пиннингуются на этих дефектах, что приводит к образованию заряженных областей и вызывает дополнительное рассеяние носителей тока. Изменение зарядового состояния дефекта может существенно влиять на его способность рассеивать основные носители тока. Либо, это связано с изменением зарядового состояния дефектов на границах зерен или на поверхности пленки при воздействии света, что увеличивает высоту барьеров под действием света и затрудняет прохождение носителей тока между зернами.

Помимо того, что образцы содержат множество дефектов в виде ловушек и вакансий, они также электрически неоднородны. На рис. 5 представлены частотные зависимости реальной Z' (активное сопротивление R) и мнимой Z'' (реактивное сопротивление X) части импеданса. Увеличение температуры селенизации  $T_{\rm sel}$  приводит к росту величин компонент импеданса до  $350\,^{\circ}\mathrm{C}$ .

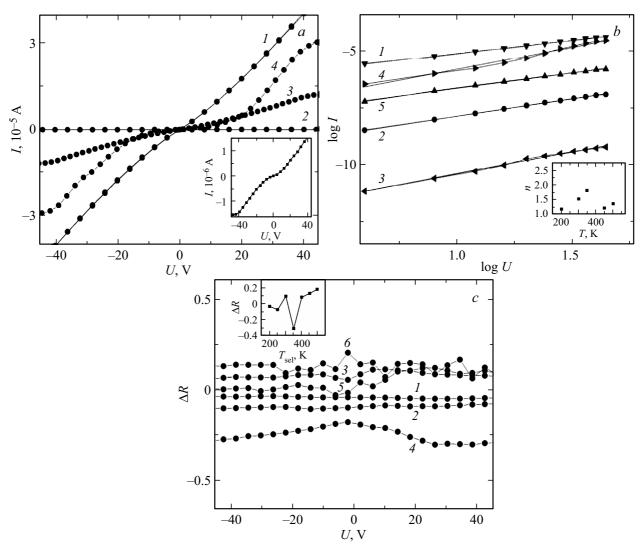
Время релаксации ключевой параметр, определяющий эффективность полупроводниковых материалов для применений, основанных на фотопроводимости: солнечных элементов, фотодетекторов, фотопроводящих ячеек и оптических сенсоров. Частотная зависимость компонент импеданса описывается в модели Дебая:

$$R(\omega) = \frac{A}{1 + (\omega \tau)^2}; \quad X(\omega) = \frac{B\omega \tau}{1 + (\omega \tau)^2},$$
 (2)

где A и B — параметры, которые остаются постоянными и не зависят от температуры, а au — время релаксации носителей тока.

На рис. 6 представлена зависимость времени релаксации от температуры селенизации образцов CuInSe<sub>2</sub>, которая удовлетворительно описываетя степенной функцией:  $\tau = A/(T-350\,\mathrm{K})^2$  при  $T<350\,\mathrm{K}$  и  $\tau = B/(T-350\,\mathrm{K})^3$  при  $T_\mathrm{sel} > 350\,\mathrm{K}$ .

Релаксация носителей заряда в пленках CuInSe<sub>2</sub> может являться экспериментальным свидетельством их сложной и неоднородной электронной структуры, со множеством дефектов и границами зерен, которые напрямую зависят от температуры обработки. Зависимость времени релаксации от температуры селенизации можно использовать в качестве метода определения качественных пленок с минимальной дефектной структурой и



**Рис. 4.** (a) — Вольт-амперные характеристики образцов синтезированных при  $T_{\rm sel} = 200\,^{\circ}\mathrm{C}$  (1);  $250\,^{\circ}\mathrm{C}$  (2);  $350\,^{\circ}\mathrm{C}$  (3);  $400\,^{\circ}\mathrm{C}$  (4). На вставке к рис. 4,a вольт-амперная характеристика для образцов  $T_{\rm sel} = 500\,^{\circ}\mathrm{C}$ . (b) — Вольт-амперные характеристики в логарифмическом масштабе для образцов  $T_{\rm sel} = 200\,^{\circ}\mathrm{C}$  (1);  $300\,^{\circ}\mathrm{C}$  (2);  $350\,^{\circ}\mathrm{C}$  (3);  $400\,^{\circ}\mathrm{C}$  (4);  $500\,^{\circ}\mathrm{C}$  (5). На вставке зависимость степени электрической неоднородности от температуры селенизации. (c) — зависимость относительного изменения сопротивления  $\Delta R = R(\text{light}) - R(0)/R(0)$  при воздействии света R(light) и без света R(0) от напряжения образцов синтезированных при  $T_{\rm sel} = 200\,^{\circ}\mathrm{C}$  (1);  $250\,^{\circ}\mathrm{C}$  (2);  $300\,^{\circ}\mathrm{C}$  (3);  $350\,^{\circ}\mathrm{C}$  (4);  $400\,^{\circ}\mathrm{C}$  (5);  $500\,^{\circ}\mathrm{C}$  (5). На вставке к рис. 4,c зависимость  $\Delta R$  от  $T_{\rm sel}$  пленки CuInSe<sub>2</sub>.

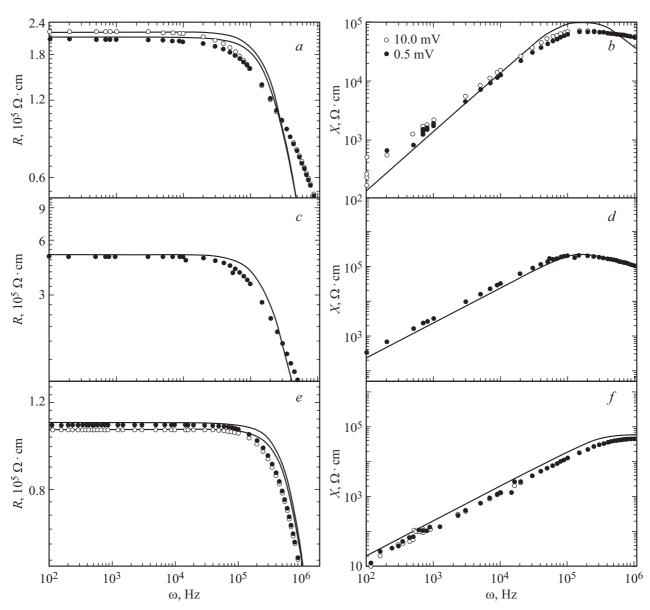
с фотоэлектрическим эффектом. Время релаксации ( $\tau$ ) достигает максимального значения для пленки, синтезированной при  $T_{\rm sel}=350\,^{\circ}{\rm C}$ , и выходит за пределы измерений прибора. В этой области температур максимальная нелинейность ВАХ и максимальное значение фототока. Фотосгенерированные дырки экранируют пространственный заряд, в результате подвижность электронов увеличивается.

Импеданс увеличивается с ростом температуры селенизации, проходит через максимум при 350°C и резко убывает при дальнейшем нагревании (рис. 7).

Исследование фотоиндуцированных изменений импеданса  $\Delta Z = Z({\rm light}) - Z(0)/Z(0)$  под действием света  $Z({\rm light})$  и без света Z(0) для образцов CuInSe<sub>2</sub>

синтезированных при разных температурах селенизации, показало отсутствие эффекта в интервале температур  $T_{\rm sel}=300-550\,^{\circ}\mathrm{C}$  (рис. 8). Перспективным направлением является синтез образцов при  $200\,^{\circ}\mathrm{C}$  и  $250\,^{\circ}\mathrm{C}$ , так как на образцах, синтезированных при этих температурах, обнаружен максимальный эффект  $\Delta Z$ . При  $T_{\rm sel}=200$  и  $250\,^{\circ}\mathrm{C}$  импеданс уменьшается при освещении  $\Delta Z$  на  $5-8\,\%$  (рис. 8). Температура селенизации играет роль активатора процесса. Обеднение селеном пленки приведет к избытку меди и индия.

Поэтому фотоэффекты можно назвать индикатором качества синтеза. Эти методы позволяют оптимизировать процесс синтеза, подбирая условия, которые максимизируют желаемые оптико-электронные свойства



**Рис. 5.** Частотные зависимости реальной и мнимой части импеданса образцов полученных при  $T_{\rm sel} = 200\,{\rm K}\ (a,b);\ 250\,{\rm K}\ (c,d);\ 400\,(e,f).$  Сплошными линиями подгоночные функции уравнения Дебая.

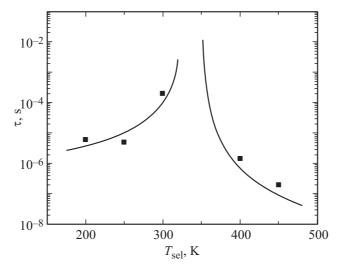
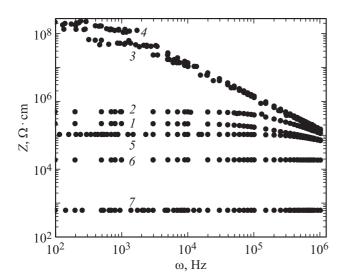
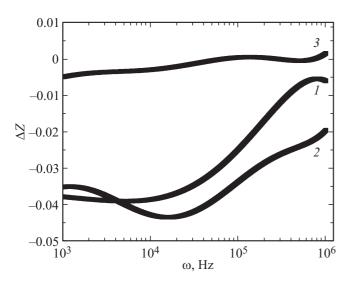


Рис. 6. Зависимость времени релаксации от температуры селенизации. Подгоночные степенные функции сплошными линиями.



**Рис. 7.** Частотные зависимости импеданса при разных температурах селенизации 200°C (*I*); 250°C (*2*); 300°C (*3*); 350°C (*4*); 400°C (*5*); 450°C (*6*); 550°C (*7*).



**Рис. 8.** Частотные зависимости изменения импеданса  $\Delta Z = Z({\rm light}) - Z(0)/Z(0)$  под действием света  $Z({\rm light})$  и без Z(0) для образцов синтезированных при  $T_{\rm sel} = 200\,{\rm K}$  (1);  $250\,{\rm K}$  (2);  $300\,{\rm K}$  (3)

будущего устройства. При синтезе солнечных элементов полезно исследование фундаментальной роли дефектов в CIS.

#### 4. Выводы

Методом управляемой селенизации получены пленки CuInSe<sub>2</sub> с кристаллической структурой халькоперита. Анализ полученных данных показал, что температура селенизации является критическим параметром для управления морфологией пленок CIS. Пленки обнаруживают нелинейную BAX, которая связывается с электри-

ческой неоднородностью. Анализ вольт-амперных характеристик пленок синтезированных при  $350\,^{\circ}\mathrm{C}$  показал, что зависимость I(U) описывается законом Мотта и наличием в них объемного пространственного заряда. Установлена оптимальная температура селенизации пленок с максимальным значением фотоэффекта и с максимальным значением времени релаксации. Уменьшение температуры селенизации  $T_{\mathrm{sel}} \leq 300\,^{\circ}\mathrm{C}$  вызывает фотоиндуцированное изменение импеданса.

#### Благодарности

Работа выполнена в рамках научной тематики Госзадания ИФ СО РАН.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] T. Nakada, K. Migita, A. Kunioka. Jpn. J. Appl. Phys. 32, L1169 (1993). DOI: 10.1143/jjap.32.11169
- [2] Е.П. Зарецкая, В.Ф. Гременюк, В.Б. Залесский, В.А. Иванов, И.В. Викторов, В.И. Ковалевский, О.В. Ермаков, Т.Р. Леонова. ЖТФ 70, 141 (2000).
- [3] J. Ramanujam, U.P. Singh. Energy Environ.Sci. 10, 1306 (2017). DOI: 10.1039/C7EE00826K
- [4] X. Liu, Y. Feng, H. Cui, F. Liu, X. Hao, G. Conibeer, D.B. Mitzi, M. Green. Prog. Photovolt. 24, 879 (2016). DOI: 10.1002/pip.2741
- [5] J.L. Shay, J.H. Wernick. Ternary Chalcopyrite Semiconductors: Growth, Electronic Properties, and Applications. Pergamon, Press (1975). 244 p.
- [6] P. Jackson, R. Wuerz, D. Hariskos, E. Lotter, W. Witte, M. Powalla. Phys. Stat. Sol. Rapid Res. Lett. 10, 583 (2016). DOI: 10.1002/pssr.201600199
- [7] M. Jamiati. JITL 4, 365 (2021).DOI: 10.22051/JITL.2022.35435.1051
- [8] S. Lany, A. Zunger. Phys. Rev. B 78, 235104 (2008).DOI: 10.1103/PhysRevB.72.035215
- [9] S. B. Zhang, S.H. Wei, A. Zunger, H. Katayama-Yoshida. Phys. Rev. B 57, 9642 (1998). DOI: 10.1103/PhysRevB.57.9642
- [10] J.M. Cho, E.J. Bae, J.D. Suh, K.B. Song. J. Nanoelectron. Optoe. 5, 218 (2010). DOI: 10.1166/jno.2010.1097
- [11] A. Rockett, R. W. Birkmire. J. Appl. Phys. 70, R81 (1991). DOI: 10.1063/1.349175
- [12] M. Igalson, H. W. Schock. J. Appl. Phys. 80, 5765 (1996). DOI: 10.1063/1.363631
- [13] D. Schmid, M. Ruckh, F. Grunwald, H.W. Schock. J. Appl. Phys. 73, 2902. (1993). DOI: 10.1063/1.353020
- [14] A. Zakery, S.R. Elliott. J. Non-Cryst. Solids **330**, 1 (2003). DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2003.08.064
- [15] U. Rau, J.H. Werner. Appl. Phys. Lett. 84, 3735 (2004). DOI: 10.1063/1.1737071
- [16] T. Feurer, P. Reinhard, E. Avancini, B. Bissig, J. Löckinger, P. Fuchs, R. Carron, T. P. Weiss, J. Perrenoud, S. Stutterheim, S. Buecheler, A.N. Tiwari. Prog. Photovolt. 25, 645 (2017). DOI: 10.1002/PIP.2811

- [17] S. Ouédraogo, M.B. Kébré, A.T. Ngoupo, D. Oubda,
   F. Zougmoré, J.-M. Ndjaka. AMPC 10, 151 (2020).
   DOI: 10.4236/AMPC.2020.107011
- [18] S. Mandati, B.V. Sarada, S.R. Dey, S.V. Joshi. Semiconductors-Growth and Characterization / Edited by R. Inguanta and C. Sunseri (2018). DOI: 10.5772/intechopen.71857
- [19] M.R. Pallavolu, R.R. Nallapureddy, H.R. Barai, S.W. Joo. Thin Solid Films **709**, 138238 (2020).
   DOI: 10.1016/j.tsf.2020.138238
- [20] G.M. Mikhailov, I.V. Malikov, A.V. Chernykh, V.T. Petrashov. Thin Solid Films 293, 315 (1997).
   DOI: 10.1016/S0040-6090(96)08953-5
- [21] G. Regmi, S. Velumani. Mat. Sci. Semicond. 137, 106215 (2022) DOI: 10.1016/j.mssp.2021.106215
- [22] N.F. Mott, E.F. Davis. Electronic Processes in Non-Crystalline Materials. Clarendon Press, Oxford (1971). 438 p.

Редактор Ю.Э. Китаев